

明細書

表面性状、成形性および加工性に優れた薄鋼板およびその製造方法

技術分野

本発明は、加工性、成形性に優れると共に、表面性状も良好な極低炭素薄鋼板で、自動車や家電製品等のプレス成形に供される鋼板として好適な薄鋼板およびその製造方法に関するものである。

背景技術

一般に、自動車や家電製品など優れた加工性を求められる用途には、例えば、特公昭42-12348号公報、特公昭54-12883号公報に開示されているように、C濃度を0.015質量%以下とし、且つTiやNb等の強い炭窒化物形成元素を添加した、極低炭素鋼が広く用いられており、製造方法を工夫することにより、これまで加工性をさらに改善する試みがなされてきた。また、特開平3-170618号公報、特開平4-52229号公報では、仕上げ熱延の板厚増加や熱延巻き取り温度の上昇により深絞り性や張り出し性等の加工性に優れた鋼板が提案されている。しかしながら、熱延条件の過酷化は加熱炉や熱間圧延機への負荷を増大させるといった問題を生じる。

上述したTiやNbを添加した極低炭素鋼では、微細な炭窒化物が鋼中に存在し、再結晶が著しく抑制される。このため、高温での焼鈍が必要となり、通板時のヒートバックルや板破断の発生、エネルギー消費量が多くなる等の課題もある。これに対して、特開平6-212354号公報、特開平6-271978号公報にはNbやTiを添加しない極低炭素鋼のMn、P量を適正化し、熱間圧延条

件を変更することによって再結晶温度が低い鋼板が開発されている。しかし、これらの発明ではMnやPを多量に添加するため、合金コストが上昇すると共に、全伸びが50%以上で、且つランクフォード値(r値)が2.0以上の超深絞り用鋼板を得ることは困難である。

さらに、極低炭素鋼板は、通常は真空脱ガス装置(RH)等で極低炭素域まで脱炭した未脱酸溶鋼をA1で脱酸する、いわゆるA1キルド鋼で製造するため、溶鋼中に多量のアルミナ介在物を含有している。このアルミナ介在物は溶鋼中で凝集合体しやすく、铸片内には粗大なアルミナクラスターとして残留するため、熱間圧延、冷間圧延時にアルミナクラスターが鋼板表面に露出し、表面欠陥を発生する。また、アルミナクラスターが鋼板内部に残留する場合には、プレス成形時に割れや疵等の欠陥発生原因となり、成形性も大きく低下する。

特に、極低炭素鋼では加工性が良くなると、より表面欠陥や割れ発生の感受性が高くなり、せっかく加工性に優れた鋼板を開発しても、製品として得られる歩留まりは低く、大きなコストアップにつながる。このようなA1脱酸に伴う課題に対して、例えば特開昭61-276756号公報、特開昭58-185752号公報のように溶鋼をCa処理することにより、アルミナクラスターをカルシウムアルミネートの低融物に改質し、速やかに浮上除去する方法が提案されている。しかし、アルミナクラスターの改質には、多量のCaが必要であるため、Caが鋼中のSと反応してCaSを形成し、発錆の原因になることが知られている。また、特開平10-226843号公報のように微量AlとTiを添加して脱酸し、溶鋼中の介在物をTi酸化物、Mn酸化物、Si酸化物、アルミナを主体とする破碎性の良い介在物組成に制御する方法も開発されている。

しかし、溶鋼中には溶存 Al が存在するため、スラグや空気による溶鋼再酸化が生じると、Ti 脱酸によるチタニア系介在物組成が高アルミナ側に変化し凝集粗大化するため、表面欠陥やプレス欠陥発生の根本的な解決には至っていない。また、Mn 酸化物、Si 酸化物と Ti 酸化物を複合させる必要があるが、Ti 添加量の上限値が低いため、必ずしも高加工性材料が得られないといった問題もあった。

発明の開示

そこで本発明は、上記課題を一挙に解決して、介在物によるプレス割れ、表面劣化がなく、高い r 値 (r 値 ≥ 2.0) と伸び（全伸び $\geq 50\%$ ）を示し、製鋼の操業性のよい極低炭素鋼板およびその製造方法を提示することを目的とする。

具体的には極低炭素鋼板において、製鋼にて Al 脱酸ではなく Ti 脱酸することでアルミナ系介在物と Al 系析出物による問題の発生を防止すると共に、La, Ce, Nd の適切な合計量を添加することで、Ti 脱酸時のチタニア系介在物の凝集防止、Ti 系析出物の析出制御、製鋼でのノズル詰まり防止を行い、前記特性を得ることを目的とするものである。

本発明は上記課題を解決するためになされたもので以下の構成を要旨とする。

(1) 質量%で、 $0.0003\% \leq C \leq 0.003\%$ 、 $Si \leq 0.01\%$ 、 $Mn \leq 0.1\%$ 、 $P \leq 0.02\%$ 、 $S \leq 0.01\%$ 、 $0.0005\% \leq N \leq 0.0025\%$ 、 $0.01\% \leq$ 酸可溶 Ti $\leq 0.07\%$ 、酸可溶 Al $\leq 0.003\%$ 、且つ $0.002\% \leq La + Ce + Nd \leq 0.02\%$ 、残部が鉄および不可避的不純物よりなる鋼板であって、且つ鋼板中に少なくともセリュウムオキシサルファイ

ド、ランタンオキシサルファイド、ネオジュウムオキシサルファイドが含まれていることを特徴とする表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板。

(2) 質量%で、 $0.0003\% \leq C \leq 0.003\%$ 、 $Si \leq 0.01\%$ 、 $Mn \leq 0.1\%$ 、 $P \leq 0.02\%$ 、 $S \leq 0.01\%$ 、 $0.0005\% \leq N \leq 0.0025\%$ 、 $0.01\% \leq$ 酸可溶Ti $\leq 0.07\%$ 、酸可溶Al $\leq 0.003\%$ 、且つ $0.002\% \leq La + Ce + Nd \leq 0.02\%$ 、残部鉄および不可避的不純物よりなる鋼板であって、再結晶粒の平均粒径が $15\mu m$ 以上、且つ再結晶粒径のアスペクト比の平均値が 2.0 以下であることを特徴とする表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板。

(3) 前記薄鋼板が更に質量%で、 $0.0004\% \leq Nb \leq 0.05\%$ を含有することを特徴とする(1)または(2)に記載の表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板。

(4) 前記薄鋼板が、更に質量%で、 $0.0004\% \leq B \leq 0.005\%$ を含有することを特徴とする(1)～(3)のいずれか1項に記載の表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板。

(5) 質量%で、 $0.0003\% \leq C \leq 0.003\%$ 、 $Si \leq 0.01\%$ 、 $Mn \leq 0.1\%$ 、 $P \leq 0.02\%$ 、 $S \leq 0.01\%$ 、 $0.0005\% \leq N \leq 0.0025\%$ 、 $0.01\% \leq$ 酸可溶Ti $\leq 0.07\%$ 、酸可溶Al $\leq 0.003\%$ 、且つ $0.002\% \leq La + Ce + Nd \leq 0.02\%$ 、残部鉄および不可避的不純物よりなる溶鋼を鋳造して得られた鋳片を加熱し、熱間圧延し、巻き取り、熱延鋼帯とし、 70% 以上の冷延率で冷間圧延を行い、その後連続焼鈍において $600\sim 900^{\circ}C$ で再結晶焼鈍を行うことを特徴とする表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板の製造方法。

(6) 前記溶鋼に、さらに質量%で、 $0.0004\% \leq Nb \leq 0.$

0.5%を含有することを特徴とする(5)に記載の表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板の製造方法。

(7) 前記溶鋼に、さらに質量%で、 $0.0004\% \leq B \leq 0.005\%$ を含有することを特徴とする(5)または(6)に記載の表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板の製造方法。

発明を実施するための最良の実施形態

以下に本発明を詳細に説明する。

本発明者らは、Tiを添加した極低炭素鋼で連続焼鈍時の再結晶成長を促進させることにより、加工性をさらに向上させる方法について、微細析出物の挙動に着目した詳細な研究・解析を重ねた結果、溶存Al濃度（分析上では、酸可溶Al濃度に対応。酸可溶Al濃度とは、酸に溶解したAl量を測定したものであり、溶存Alは酸に溶解し、 Al_2O_3 は酸に溶解しないことを利用した分析方法である。）を所定の値以下に限定すると共に、少なくともLa、Ce、NdによりSを固定することが有効であることを見いだした。ここで、少なくともLa、Ce、Ndというのは、La、Ce、Ndの1種以上という意味である。

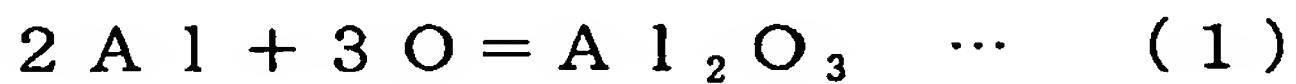
鋼中に溶存Alを多く含む鋼は微細なAlNを一部生成し、このAlNが連続焼鈍時の再結晶粒成長を阻害するため、酸可溶Al濃度を所定の値以下にすることにより、AlNの析出を防止した。

また、Sについては、溶鋼中にLa、CeやNdを添加して、比較的粒径の大きな（例えば、数 μm 以上）ランタンオキシサルファイド、ランタンサルファイド、セリュウムオキシサルファイド、セリュウムサルファイド、ネオジュウムオキシサルファイド、ネオジュウムサルファイドの介在物として固定することにより、鋳片内の固溶S濃度を低減した。鋳片内の固溶S濃度を低下させると、熱間

圧延工程で S は微細な TiS (直径数 10 nm) として析出せず、TiS よりも粒径が大きい $Ti_4C_2S_2$ (直径数 100 nm) として析出させることができる。

また、熱延巻き取り以前に鋼板中の C も $Ti_4C_2S_2$ として固定されるので、巻き取り時に析出する微細な炭化物 (直径数 10 nm) の析出量も大幅に低減できる。すなわち、少なくとも La、Ce、Nd を添加することにより、Ti を添加した極低炭素鋼における析出物の粒径を大きくし、且つその量を少なくすることができるため、ピニング力が低下し連続焼鈍時の結晶粒成長が促進され、その結果として高 r 値、高伸び値を示す加工性に優れた鋼板が得られる。

一方、本発明者らは、上記成分の溶鋼中における介在物挙動についても詳細に検討し、主に Ti で脱酸する様に変更することにより、介在物を微細分散化し、表面欠陥やプレス成形時の割れ発生等を防止することに成功した。材質面から酸可溶 Al 濃度を所定値以下にし、実質的に溶鋼中には溶存 Al がない状態を確保する必要があるため、基本的に材質上必要となる Ti で脱酸を実施することを考案した。通常、転炉や真空処理容器で脱炭処理された溶鋼中には、多量の溶存酸素が含まれており、この溶存酸素は通常 Al の添加により殆ど脱酸される（下記（1）式の反応）ため、多量の Al_2O_3 介在物を生成する。



これらの介在物は脱酸直後からお互いに凝集合体し、数 100 μm 以上の粗大なアルミナクラスターとなり、表面欠陥やプレス成形時の割れ発生の原因となる。さらに、連続鋳造時には、このアルミナクラスターが浸漬ノズルに付着し、激しい場合には完全にノズルが閉塞してしまう。しかし、本発明では、溶鋼を主に Ti で脱酸し

ているため、欠陥の原因となるアルミナクラスターを極限まで低減でき、その結果表面欠陥やプレス加工時の割れ発生を防止し、さらに浸漬ノズルの閉塞をも抑制できる。また、スラグや空気等の巻き込みにより溶鋼の再酸化が生じた場合でも、実質的に溶存Alが存在しないため、新たにアルミナ介在物が生成することもない。

本発明では、脱炭処理後の溶存酸素を全てTiだけで脱酸する必要はなく、まず溶存Alが実質的に残らない程度までAlで予備脱酸し、攪拌を加えてアルミナ系介在物の凝集合体を浮上させて影響のない程度まで分離し、その後溶鋼中に残った酸素をTiで脱酸することも可能である。また、溶鋼は主にTiで脱酸されるため、溶鋼中の介在物は主にTi酸化物となる。このような溶鋼を連続铸造すると、取鍋ノズルの内壁にTi酸化物を高密度に含んだメタルが付着し、激しい場合には鍋ノズルが完全に閉塞してしまう。本発明者らは、La、Ce、Ndを適量添加すると、溶鋼中のTi酸化物系介在物が少なくともLa酸化物、Ce酸化物、Nd酸化物とTi酸化物の複合介在物（La酸化物-Ti酸化物、La酸化物-Ce酸化物-Ti酸化物等）に改質され、微細分散されると共に、少なくともランタンオキシサルファイド、セリュウムオキシサルファイド、ネオジュウムオキシサルファイドを形成して取鍋ノズルの閉塞が防止されること、さらにLa、Ce、Ndの添加量を増していくとオキシサルファイドがサルファイドに変化してかえって取鍋ノズルの閉塞を助長することを見いだした。

したがって、溶存Al濃度を所定値より低減し、溶鋼を主にTiで脱酸し、合わせて少なくともLa、Ce、Ndを適量溶鋼中に添加してTi酸化物を少なくともLa酸化物、Ce酸化物、Nd酸化物との複合酸化物に改質し、微細分散させると共に、少なくともランタンオキシサルファイド、セリュウムオキシサルファイド、ネオ

ジュウムオキシサルファイドを生成させ固溶 S を固定することにより、浸漬ノズルや取鍋ノズルの閉塞を防止した上で、表面性状、成形性および加工性に優れた薄鋼板を製造することができる。

本発明の化学成分を限定した理由を以下に説明する。なお、以下に説明する成分量はいずれも質量%である。

$0.002\% \leq La + Ce + Nd \leq 0.02\%$ ：鋼中の La、Ce、Nd は、加工性の向上と介在物を改質して微細分散させる効果を有しており、 $La + Ce + Nd < 0.002\%$ では Ti 酸化物を改質して微細分散させることができず、さらにオキシサルファイドとして溶鋼中の S も固定できないため、また $La + Ce + Nd > 0.02\%$ ではサルファイドを形成して S を固定できるが、鍋ノズルが閉塞してしまうため、少なくとも La、Ce、Nd を溶鋼中に添加して $0.002\% \leq La + Ce + Nd \leq 0.02\%$ とする必要がある。

酸可溶 Al 濃度 $\leq 0.003\%$ ：酸可溶 Al 濃度が高いと連続焼鈍時の再結晶粒成長性が低下すると共に、溶鋼中に多量のアルミナクラスターを生成し表面欠陥やプレス成形時の割れ発生の原因や浸漬ノズル閉塞の原因となるため、実質的に溶存 Al が存在しないと考えられる、酸可溶 Al 濃度 $\leq 0.003\%$ とした。また、酸可溶 Al 濃度の下限値は 0 %を含む。

$0.0003\% \leq C \leq 0.003\%$ ：C が鋼中に多く存在すると、本発明を実施しても巻き取り時に微細な炭化物が多量に析出し、ピニング力が増大するため、結晶粒成長が阻害され、加工性が低下してしまう。このため、できるだけ C 濃度を低減することが好ましいが、例えば C 濃度を 0.0003% よりも低減すると、真空脱ガス処理のコストが大幅に増加する。そこで、本発明の r 値 ≥ 2.0 、全伸び $\geq 50\%$ を達成できる上限 C 濃度として 0.003% を、

真空脱ガス処理コストが大幅に増加する下限C濃度として0.0003%を狙いとした。

Si ≤ 0.01% : Siは鋼の強度を上げる有用な元素であるが、反対に添加量が多くなると伸びなどの加工性が低下する。そこで、本発明では、全伸び ≥ 50% を達成できるように Si 上限濃度を 0.01% とした。Si 濃度の下限値は 0% を含む。

Mn ≤ 0.1% : Mn 濃度が高くなると加工性が低下するため、高い加工性、具体的には r 値 ≥ 2.0、全伸び ≥ 50% が期待できるように、Mn 濃度の上限値を 0.1% とした。Mn 濃度の下限値は 0% を含む。

P ≤ 0.02% : P は 0.02% を超えると加工性に悪影響を与える、本発明の r 値 ≥ 2.0、全伸び ≥ 50% が期待できなくなるため、上限値を 0.02% とした。P 濃度の下限値は 0% を含む。

S ≤ 0.01% : S が多すぎると Ce や La を添加しても、S を十分に固定しきれないため、微細な TiS を析出して、再結晶粒の成長を阻害する。このため、S の上限値は 0.01% とした。S 濃度の下限値は 0% を含む。

0.0005 ≤ N ≤ 0.0025% : N は C と同様、固溶状態で存在すると鋼板の加工性を悪化させるため、できるだけ低減することが好ましいが、例えば N 濃度を 0.0005% よりも低減することは、生産性の低下や精錬コストの大幅な増加を招くことになるので、N の下限値は 0.0005% とした。また、N 濃度が高ければ多量の Ti を添加する必要があり、それに対応して微細な TiS が、La、Ce の添加にも関わらず析出してしまうため、N の上限値を 0.0025% とした。

0.01% ≤ 酸可溶 Ti ≤ 0.07% : Ti は本発明において最も重要な元素のひとつである。Ti は溶鋼の脱酸に必要な量と共に

前記記載の範囲の酸可溶 Ti を維持する量が投入されなければならぬ。Ti は加工性を悪化させる C、N を固定すると共に、溶鋼を脱酸する目的で添加されるため、溶鋼中には溶存 Ti（分析上では、酸可溶 Ti）に対応。酸可溶 Ti 濃度とは、酸に溶解した Ti 量を測定したものであり、溶存 Ti は酸に溶解し、 Ti_2O_3 は酸に溶解しないことを利用した分析方法である。）として存在する必要がある。酸可溶 Ti 濃度が 0.07% を超えると、La、Ce を添加しても微細な TiS を析出してしまうため、また酸可溶 Ti 濃度が 0.01% より低くなると鋼板中の C、N を十分に固定できず、溶鋼中の溶存酸素も低下しないため、Ti 濃度は $0.01\% \leq$ 酸可溶 Ti $\leq 0.07\%$ とした。

$0.004\% \leq Nb \leq 0.05\% : Nb$ は加工性を向上させるため、C と N を固定するために添加される。添加量が 0.004% 未満では加工性を向上させる効果が小さくなるため、また添加量が 0.05% を超えると固溶 Nb の存在によりかえって加工性を劣化させ易くなるため、Nb 濃度は $0.004\% \leq Nb \leq 0.05\%$ とすることが好ましい。

$0.0004\% \leq B \leq 0.005\% : B$ は、結晶粒界に存在する固溶 C がなくなった時にしばしば見られる二次加工脆性と呼ばれる脆化を防止するのに有効な元素であり、厳しい絞り加工が加えられる部品に本発明の鋼板が適用される時などに添加する。添加量は、0.0004% 未満では二次加工脆性を防止する効果が小さくなるため、0.005% を超えると再結晶温度が高くなるなどの弊害がで易くなるため、B の添加量は $0.0004\% \leq B \leq 0.005\%$ とすることが好ましい。

次に、製造条件に関する限定理由について説明する。上述した成分に溶製した連続鋳造スラブは、一旦冷却し再加熱してから熱間圧

延を施しても良いし、冷却せずに直接熱間圧延を行っても良い。熱間圧延の温度は、 $T_{i_4}C_2S_2$ をなるべく多く析出させるため、1250°C以下が良く、好ましくは1200°C以下にする。本発明ではCは熱間圧延の巻き取り以前に殆ど析出させてしまうので、巻き取り温度が微細な炭化物の析出量に影響することではなく、通常通り室温から800°C程度の範囲で巻き取れば良い。室温未満で巻き取ることは設備を過剰にするだけで、特段の改善効果も得られない。また、巻き取り温度が800°Cを超えると、酸化スケールが厚くなり、酸洗のコストアップを招く。

次に、冷間圧延の圧下率（冷延率と呼ぶ。）は、加工性を確保する観点で、70%以上にする必要がある。冷延率が70%未満では、r値を2.0以上確保できない。

冷間圧延工程を経た冷延鋼板は、連続焼鈍を行う。連続焼鈍の温度は、600～900°Cとする。600°C未満では再結晶せず、加工性が劣化するので600°Cを下限とし、900°Cを超えると鋼板の高温強度が弱まり、連続焼鈍炉内で破断する等の問題が生じるので900°Cを上限とする。その後、スキンパス圧延を施すことも可能である。また、その後、耐食性のためにメッキを施すことも可能である。連続焼鈍は、溶融亜鉛めっきラインで行っても良く、焼鈍後直ちに、溶融めっきを施し、溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板等にすることもできる。

このようにして得られた高加工性鋼板の再結晶粒を詳細に調査したところ、再結晶粒の平均円相当粒径は15μm以上、且つ再結晶粒の長径／短径（アスペクト比）の平均値が2.0以下の鋼板とすることができます。これは、微細析出物が減少し、再結晶粒の成長が促進されるためである。

この鋼板の再結晶粒の平均円相当径粒が15μm以上の場合、全

伸びが 50 % 以上に向上する。上限は、特に規定するものではない。

また、再結晶粒の長径／短径（アスペクト比）の平均値が 2.0 以下の場合、再結晶粒は球形に近づき r 値が 2.0 以上に向上する。また、下限値は特に規定するものではないが、結晶粒は球形に近くほど異方性が小さくなるため、アスペクト比は 1 に近づくほど好ましい。

実施例

転炉出鋼後の溶鋼を真空脱ガス装置により脱炭処理し、その後所定の成分を添加することにより表 1 の成分組成からなる溶鋼を溶製した。この溶鋼を連続铸造して得られた铸片を、1150 °C 加熱、930 °C 仕上げで熱間圧延し、700 °C で巻き取り、板厚 4 mm の熱延板とした。得られた熱延板を圧下率 80 % [圧下率 = (初期板厚 - 最終板厚) / 初期板厚 × 100] で冷間圧延後、780 °C で連続焼鈍し、さらに圧下率 0.7 % でスキンパス圧延を施し製品板とした。得られた製品板について、引張試験および r 値の測定は、JIS Z 2201 記載の 5 号試験片を用いて行った。 r 値については、圧延方向 (L 方向)、圧延方向に垂直な方向 (C 方向)、および圧延方向に対して 45° 方向 (D 方向) の値を測定し、下式により平均の r 値を算出した。

$$r = (r_L + 2r_D + r_C) / 4$$

製品板については、圧延方向に垂直な断面を研磨し、操作型電子顕微鏡の 2 次電子像にて介在物を観察し、EDX を用いてランダムに選んだ 50 個程度の介在物の組成分析を行い、主要介在物組成を決定した。また、製品板の再結晶粒の平均円相当粒径と平均のアスペクト比の測定は、ナイタール試薬により鋼板の圧延方向断面を腐

食して 500～1000 倍の光学顕微鏡写真を撮影し、その画像を解析することにより求めた。品質については、冷間圧延後の検査ラインで目視観察し、1コイル当たりに発生する表面欠陥の発生個数を評価した。

このようにして得られた鋼板の評価結果を表2に示す。表2から明らかなように、本発明の要件を満足する本発明例（鋼番1～5）の鋼板は、少なくともランタンオキシサルファイド、セリュウムオキシサルファイド、ネオジュウムサルファイドの介在物として固溶Sが固定されており、平均の再結晶粒径は15μm以上、アスペクト比は2.0以下の非常に粒成長性の良い鋼板となっているため、高いr値（r値≥2.0）と良好な全伸び（全伸び≥50%）を示し、加工性が向上している。また、表面性状についても、本発明例（鋼番1～5）で殆ど表面欠陥が発生していないことから非常に良好であることが分かる。さらに、本発明例（鋼番1～5）では溶鋼中のTi酸化物は少なくともLa、Ce、Ndの酸化物とTi酸化物の複合介在物に改質されているため、鍋ノズルや浸漬ノズルの閉塞もなく、連続鋳造時の操業性も極めて良好であった。

これに対し、比較例（鋼番6～10）の鋼板では少なくともLa、Ce、Ndを添加しなかったため、ランタンオキシサルファイド、セリュウムオキシサルファイド、ネオジュウムサルファイドの介在物は全く生成せず固溶Sが多量に残留し、平均の再結晶粒径は15μm未満、アスペクト比は2.0超の粒成長性の悪い鋼板となっているため、r値（r値<2.0）と全伸び（全伸び<50%）となり、加工性は改善されなかった。また、表面性状についても、比較例（鋼番6～9）では介在物がアルミナとなるため、表面欠陥が発生した。さらに、比較例（鋼番6～9）では溶鋼中のアルミナが浸漬ノズルに付着し、ノズル閉塞が発生し、比較例（鋼番10）で

は Ti 酸化物が鍋ノズルに付着して、鋳造を途中で中断した。

表 1

鋼 番	成 分 (質量%)							備 考
	C	Si	Mn	P	S	N	Nb	
1	0.0025	0.008	0.09	0.018	0.009	0.0018		0.001
2	0.0028	0.005	0.08	0.017	0.007	0.0024	0.012	0.0015
3	0.0018	0.009	0.05	0.012	0.005	0.002		0.01
4	0.0008	0.004	0.07	0.014	0.008	0.0022	0.025	0.0003
5	0.0012	0.003	0.05	0.008	0.009	0.0015		0.0025
6	0.0025	0.008	0.09	0.018	0.009	0.0018		0.0015
7	0.0028	0.005	0.08	0.017	0.007	0.0024	0.012	0.001
8	0.0018	0.009	0.05	0.012	0.005	0.002		0.0003
9	0.0008	0.004	0.07	0.014	0.008	0.0022	0.025	0.0003
10	0.0012	0.003	0.05	0.008	0.009	0.0015		0.001

表 2

鋼番	r 値	全伸び (%)	平均再結晶粒径 (mm)	平均アスペクト比	介在物組成	表面欠陥個数 (個／ニユイル)	備考
1	2.2	52	19	1.7	La, Ce, Nd酸化物とTi酸化物の複合介在物 La, Ce, Ndのオキシサルファイド	0	本発明例
2	2.1	51	17	1.9	La, Ce, Nd酸化物とTi酸化物の複合介在物 La, Ce, Ndのオキシサルファイド	0	本発明例
3	2.4	54	20	1.6	La, Ce, Nd酸化物とTi酸化物の複合介在物 La, Ce, Ndのオキシサルファイド	0	本発明例
4	2.5	56	22	1.4	La, Ce, Nd酸化物とTi酸化物の複合介在物 La, Ce, Ndのオキシサルファイド	0	本発明例
5	2.4	55	21	1.5	La, Ce, Nd酸化物とTi酸化物の複合介在物 La, Ce, Ndのオキシサルファイド	0	本発明例
6	1.7	45	9	2.4	アルミナ系介在物	5.2	比較例
7	1.6	44	8	2.5	アルミナ系介在物	7.3	比較例
8	1.8	46	10	2.3	アルミナ系介在物	6.2	比較例
9	1.9	48	14	2.1	アルミナ系介在物	5.6	比較例
10	1.8	47	13	2.1	Ti酸化物系介在物	0	比較例

産業上の利用可能性

本発明によれば、溶鋼中の介在物を微細分散させることができるために、浸漬ノズルや鍋ノズルの閉塞を抑制した上で、確実に表面疵やプレス成形時の割れ発生を防止でき、合わせて連続焼鈍の再結晶粒成長をも促進できるため、加工性、成形性に優れた低炭素薄鋼板を製造することが可能となる。

請 求 の 範 囲

1. 質量%で、 $0.0003\% \leq C \leq 0.003\%$ 、 $S_i \leq 0.01\%$ 、 $Mn \leq 0.1\%$ 、 $P \leq 0.02\%$ 、 $S \leq 0.01\%$ 、 $0.0005\% \leq N \leq 0.0025\%$ 、 $0.01\% \leq$ 酸可溶Ti $\leq 0.07\%$ 、酸可溶Al $\leq 0.003\%$ 、且つ $0.002\% \leq La + Ce + Nd \leq 0.02\%$ 、残部が鉄および不可避的不純物よりなる鋼板であって、且つ鋼板中に少なくともセリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイド、ネオジュウムオキシサルファイドが含まれていることを特徴とする表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板。
2. 質量%で、 $0.0003\% \leq C \leq 0.003\%$ 、 $S_i \leq 0.01\%$ 、 $Mn \leq 0.1\%$ 、 $P \leq 0.02\%$ 、 $S \leq 0.01\%$ 、 $0.0005\% \leq N \leq 0.0025\%$ 、 $0.01\% \leq$ 酸可溶Ti $\leq 0.07\%$ 、酸可溶Al $\leq 0.003\%$ 、且つ $0.002\% \leq La + Ce + Nd \leq 0.02\%$ 、残部鉄および不可避的不純物よりなる鋼板であって、再結晶粒の平均粒径が $15\text{ }\mu\text{m}$ 以上、且つ再結晶粒径のアスペクト比の平均値が 2.0 以下であることを特徴とする表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板。
3. 前記薄鋼板が、更に質量%で、 $0.0004\% \leq Nb \leq 0.05\%$ を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板。
4. 前記薄鋼板が、更に質量%で、 $0.0004\% \leq B \leq 0.05\%$ を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか1項に記載の表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板。
5. 質量%で、 $0.0003\% \leq C \leq 0.003\%$ 、 $S_i \leq 0.01\%$ 、 $Mn \leq 0.1\%$ 、 $P \leq 0.02\%$ 、 $S \leq 0.01\%$ 、 $0.$

0.005% ≤ N ≤ 0.0025%、0.01% ≤ 酸可溶 Ti ≤ 0.07%、酸可溶 Al ≤ 0.003%、且つ 0.002% ≤ La + Ce + Nd ≤ 0.02%、残部鉄および不可避的不純物よりなる溶鋼を鋳造して得られた鋳片を加熱し、熱間圧延し、巻き取り、熱延鋼帶とし、70%以上の冷延率で冷間圧延を行い、その後連続焼鈍において 600～900°C で再結晶焼鈍を行うことを特徴とする表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板の製造方法。

6. 前記溶鋼に、さらに質量%で、0.0004% ≤ Nb ≤ 0.05%を含有することを特徴とする請求項 5 に記載の表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板の製造方法。

7. 前記溶鋼に、さらに質量%で、0.0004% ≤ B ≤ 0.05%を含有することを特徴とする請求項 5 または 6 に記載の表面性状、成形性および加工性に優れた極低炭素薄鋼板の製造方法。